

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

D2

[51] Int. Cl⁷

C22C 38/04

C22C 38/14

[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 01128316.5

[43] 公开日 2002 年 3 月 6 日

[11] 公开号 CN 1338528A

[22] 申请日 2001.8.6 [21] 申请号 01128316.5

[71] 申请人 武汉钢铁(集团)公司

地址 430081 湖北省武汉市青山区厂前

[72] 发明人 陈 晓 习天辉 董汉雄 童明伟

[74] 专利代理机构 湖北武汉永嘉专利代理有限公司

代理人 江钊芳

权利要求书 1 页 说明书 5 页 附图页数 0 页

[54] 发明名称 大线能量焊接非调质高韧性低温钢及其生产方法

[57] 摘要

本发明涉及一种大线能量焊接非调质高韧性低温钢及其生产方法，属低合金钢制造领域。本发明钢主要含有 C、Si、Mn、P、S、Al、Ti、N、B，此外还含有 Cu、Ni、Nb、V、Mo、RE 中的一种或一种以上，余量为 Fe。采用 Ti-B 的复合氧化物获得抗大线能量 ($\geq 50 \text{ kJ/cm}$) 焊接性能，通过降低碳及夹杂物含量，提高钢的低温韧性。本发明钢以非调质状态交货，生产工艺简单，钢材成本低廉，在各冶金企业均可实施，并可大大提高工程结构的焊接效率，降低制造成本。本发明钢最适合作为低温球罐、储罐、其他大型低温容器及高寒地区使用的工程机械用钢。

ISSN 1008-4274

01·06·10

权 利 要 求 书

1. 一种大线能量焊接非调质高韧性低温钢，其特征在于钢的化学成分（按重量%）为：C 0.02~0.18, Si 0.10~0.60, Mn 0.60~1.80, P ≤0.020, S ≤0.010, Al ≤0.060, Ti 0.005~0.025, N 0.0020~0.0050, B 0.0005~0.0030, 此外还含有 Ni ≤0.60、Nb ≤0.040、V ≤0.080、Cu ≤0.80、Mo ≤0.50、RE ≤0.0060 中的一种或一种以上，余量为 Fe，且满足 $B - 0.435 \times (N - Ti / 3.4) \leq 0.0005$ 。

2. 一种大线能量焊接非调质高韧性低温钢的生产方法，采用铁水脱硫技术，转炉顶底吹炼，真空深处理及成分微调，按通常超纯净钢工艺进行轧制、热处理，其特征在于：钢的开轧温度 ≥1180℃，控轧累计压下率 ≥68%，末三道每道次压下率 ≥12%，终轧温度 ≤870℃；采用正火或正火+回火处理，正火温度为 890~950℃，保温时间为：25~35 分钟 + 板厚 (mm) × 1 分钟/mm；回火温度 590~670℃，保温时间为 40~50 分钟 + 板厚 (mm) × 1 分钟/mm。

说 明 书

大线能量焊接非调质高韧性低温钢及其生产方法

【技术领域】

本发明涉及一种大线能量焊接非调质高韧性低温钢及其生产方法，属低合金钢制造领域。

【背景技术】

在本发明前，有如 1990 年日本钢铁公司 NIPPON STEEL CORP(YAWA)申请的专利 (JP2837732 JP03264614) “热连铸坯具有特殊化学成分，以特殊速度冷却、轧制前再加热的高韧性钢”，化学成分要求中，Ni:0.2~1.5%，Cu:0.2~1.5%，且满足 $Mn/6+(Cu+Ni)/15=0.28\sim0.40\%$ ， $B \times 10000 + Nb \times 1000 = 4\sim10$ ， $Ti/N=2.0\sim4.0$ ，热铸坯在 1000~600℃时，冷却速度 $\leq 5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ，轧制前的加热温度 $\leq 1150^{\circ}\text{C}$ 。其化学成分要求极严，且对铸坯冷却速度及铸坯加热温度也提出苛刻的要求，因而对冷却条件及轧制能力要求较高，在生产中较难实现。又有如 1992 年日本钢铁公司 NIPPON STEEL CORP(YAWA) 申请的专利 (JP05279789) “含 C、Si、Mn、P、S、B、Ti、Al 的超大线能量焊接高韧性低温结构钢”，采用 B-Ti-Al-N 系成分设计，使钢中 TiN 粒子尺寸极为细小，获得抗大线能量焊接性能。该专利不足之处在于生产工艺控制要求极为严格，因而成材率很低，生产成本很高。

【发明内容】

本发明的目的是提供一种新的大线能量焊接非调质高韧性低温钢及其生产方法，能克服上述技术之不足，使其既能承受大线能量焊接，提高工程结构的施工效率和安全可靠性，又能简化生产工艺，降低生产成本，适合大生产操作。

为达到上述目的，本发明设计了一种大线能量焊接非调质高韧性低温钢，其特征在于钢的化学成分(按重量%)为：C 0.02~0.18，Si 0.10~

0.60, Mn 0.60~1.80, P≤0.020, S≤0.010, Al≤0.060, Ti 0.005~0.025, N 0.0020~0.0050, B 0.0005~0.0030, 此外还含有 Ni≤0.60、Nb≤0.040、V≤0.080、Cu≤0.80、Mo≤0.50、RE≤0.0060 中的一种或一种以上, 余量为 Fe, 且满足 $B - 0.435 \times (N - Ti / 3.4) \leq 0.0005$ 。

以下详述本发明中 C、Si、Mn、P、S、Al、Ti、N、B、Ni、Nb、V、Cu、Mo、RE 限定量的理由。

C 在钢中以间隙原子存在, 能非常有效地提高钢材强度, 所以下限是 0.02%; 考虑到本发明的目的是制造高韧性低温钢, 必须兼顾钢材的焊接性, 因而希望 C 含量低, 所以上限是 0.18%。

Si 是为钢水预脱氧而添加的, 但是为了防止焊接热影响区(以下简称 HAZ)的硬化和韧性降低, 所以其含量范围为 0.10~0.60%。

Mn 作为提高钢材强度和韧性的成分, 添加 0.6%以上是必要的; 而含量过高时钢材硬化等原因使 HAZ 韧性降低, 所以上限是 1.80%。

P 含量越少越好, 但是工业生产中使 P 含量降低需要很大成本, 所以上限是 0.020%。

S 含量过高则使钢材具有各向异性且韧性降低, 所以上限是 0.010%。

Al 是钢中的主要脱氧元素, 一定的 Al 含量还能细化钢材的晶粒, 提高钢材的强度和韧性。但如果 Al 含量较高, 用 Ti 脱氧时不能得到 Ti 的氧化物, Ti 的氧化物对钢材的抗大线能量焊接性能具有决定性的影响, 为此 Al 的含量应控制在 0.060%以下。

Ti 是一种强烈的碳化物和氮化物形成元素, 形成的 TiN、Ti(CN) 等粒子非常稳定, 能有效地钉扎 γ 晶界, 阻止 γ 晶粒长大, 因而起到细化晶粒的作用, 它能显著提高钢的室温强度、高温强度和钢的韧性。同时, Ti 形成的第二相质点 TiN、Ti(CN) 等能阻止大线能量焊接过程中粗晶区的晶粒长大, 使晶粒细化, 提高钢的低温韧性。为了生成 Ti 的氧化物和 Ti 的氮化物, 添加 Ti 时 0.005%是下限; 添加量过多则生成碳化物 (TiC), 使韧性降低, 因此上限宜为 0.025%。

N 对 TiN 析出物和 B 析出物的生成是必要的，所以下限是 0.0020%；固溶 N 的增加导致 HAZ 韧性降低，所以上限为 0.0050%。

B 是表面活性元素，极易偏聚到晶界，有效地抑制先共析铁素体的形核及长大，强烈抑制 γ - α 相变，提高钢材的强度；B 与 N 的交互作用，能明显提高钢材的低温韧性。B 含量过高时易形成 B 的碳化物和氮化物，并集聚在原奥氏体晶界，促使附近地区位错密度增高，可以作为氢在局部地区的陷阱，从而促使此处发生晶界开裂，因此，B 含量选择在 0.0005~0.0030%。

本发明中还含有 Ni、Nb、V、Cu、Mo、RE 中的一种或一种以上。

Ni 在钢中作为置换原子能有效地强化基体，能增加原子间的结合力，显著地提高钢材的低温韧性，但含量过高易造成钢板氧化皮难以脱落，故上限控制在 0.60%。

Nb 是一种强碳化物形成元素，在钢中形成 NbC、Nb(CN) 等第二相质点，可阻止奥氏体晶粒的长大，细化晶粒，提高钢的韧性。同时阻止位错的滑移和攀移，提高钢的强度。但含量过高易产生晶间裂纹，故其含量控制在 0.040% 以下。

V 也是一种强碳化物形成元素，在钢中形成的 VC、V(CN) 等第二相质点，能细化晶粒，钉扎位错，提高钢的强韧性，特别是与 Nb 复合强化，效果更佳。但含量过高时，降低钢的焊接性，故其含量限制在 0.080% 以下。

Cu 在钢中主要起沉淀强化作用，此外还有利于获得良好的低温韧性，提高钢材的抗疲劳裂纹扩展能力。Cu 含量过高时，HAZ 韧性降低，且在钢板轧制过程中极易产生网裂，所以上限是 0.80%。

Mo 能提高钢材强度特别是高温强度，同时它也是增强钢材抗氢脆能力的主要元素之一。但是加入过量的 Mo 增加了钢的淬硬性，对钢材的焊接性不利，所以 Mo 的上限控制在 0.50%。

RE 能改善钢材中夹杂物的形态和分布，有利于提高钢材的低温韧性。但 RE 的氧化性非常强，含量高时形成的 RE 化合物对钢材的性能极为不利，所以其含量范围选择在 $\leq 0.0060\%$ 。

本发明钢的生产方法，采用铁水脱硫技术，转炉顶底吹炼，真空深处理及成分微调，按通常超纯净钢工艺进行轧制、热处理，其特征在于：钢的开轧温度 $\geq 1180^{\circ}\text{C}$ ，控轧累计压下率 $\geq 68\%$ ，末三道每道次压下率 $\geq 12\%$ ，终轧温度 $\leq 870^{\circ}\text{C}$ ；采用正火或正火+回火处理，正火温度为 $890\sim 950^{\circ}\text{C}$ ，保温时间为 $25\sim 35$ 分钟+板厚(mm) $\times 1$ 分钟/mm；回火温度 $590\sim 670^{\circ}\text{C}$ ，保温时间为 $40\sim 50$ 分钟+板厚(mm) $\times 1$ 分钟/mm。

本发明的钢具有如下优点：

1. 本发明钢采用非调质工艺生产，简化了生产工艺，提高了成材率，降低了成本，适应大生产要求。
2. 本发明钢可承受大线能量焊接，从而大幅度提高了产品的焊接效率和施工进度。
3. 在大线能量($50\sim 100\text{kJ/cm}$)焊接条件下，HAZ具有优良的强韧性，从而保证了产品的安全可靠性。

【具体实施方式】

实施例 1：按照本发明钢成分要求，在真空感应电炉冶炼了三批本发明的钢，将钢锭加热到 1280°C 出炉轧制，开轧温度分别为 1180°C 、 1200°C 、 1220°C ，累计压下率 $68\sim 75\%$ ，终轧温度分别为 830 、 850 、 870°C 。轧制钢板厚度分别 16 、 20 、 24mm 。正火温度分别为 890 、 920 、 950°C ，正火保温时间分别为 46 、 50 、 54 分钟；回火温度分别为 590 、 630 、 670°C ，回火保温时间分别为 56 、 60 、 64 分钟，随后对三种钢板进行了力学性能试验，测试了 -50°C 钢板冲击韧性和 60kJ/cm 大线能量焊接后 -50°C HAZ的冲击韧性，并与相应的比较钢做了对比，数据见表 1。

本发明钢和对比钢焊接热模拟试验前 -50°C 的冲击韧性与对比钢处于同一水平，但经 60kJ/cm 大线能量焊接后，本发明钢 -50°C 的 HAZ 冲击韧性远远高于对比钢。

从表 1 可见，本发明的钢在成分设计上采用 Ti-B 的复合氧化物获得抗大线能量($\geq 50\text{kJ/cm}$)焊接性能，通过降低碳和特殊微合金化，同时提高钢的纯净度，从而确保本发明钢优良的低温韧性。本发明钢以非调质状态交货，生产工艺简单，钢材成本低廉，在各冶金企业均可实施；

并可大大提高大型钢结构的焊接效率，降低制造成本。

表 1 发明钢与对比钢的化学成分和 HAZ 冲击韧性对比

		发明钢 1	比较钢	发明钢 2	比较钢	发明钢 3	比较钢
成 分	C	0.15	0.13	0.12	0.14	0.13	0.15
	Si	0.27	0.28	0.225	0.27	0.21	0.31
	Mn	1.39	1.37	1.17	1.33	1.45	1.36
	P	0.014	0.012	0.012	0.013	0.013	0.012
	S	0.010	0.008	0.008	0.009	0.007	0.009
	Ti	0.008	--	0.023	--	0.015	--
	B	0.0007	--	0.0021	--	0.0026	--
	Al	0.028	0.025	0.039	0.035	0.037	0.029
	N	0.0034	0.0038	0.0041	0.0042	0.0037	0.0040
	Ni	0.34	0.27	0.31	0.24	0.29	0.22
	Nb	0.014	--	0.021	--	0.024	--
	V	0.026	--	--	--	0.023	--
	Cu	0.16	--	0.15	0.14	0.13	--
	Mo	0.1026	0.10	0.21	--	0.39	0.10
	RE	0.0022	--	--	--	0.0044	0.0035
钢板韧性 (J)		138	125	97	83	91	86
HAZ 韧性 (J)		97	8	75	11	91	13

注：钢板韧性为-50℃时钢板的冲击韧性，HAZ 韧性为 60kJ/cm 大线能量焊接后-50℃时 HAZ 的冲击韧性。

本发明钢最适合作为低温球罐、储罐、其他大型低温容器和高寒地区使用的工程机械用钢。